

===== WPI =====

- TI - Low heat expansion sintered alloy - comprises carbide(s) of niobium, tantalum, titanium, zirconium, hafnium etc. dispersed finely and homogeneously
- AB - J02277746 Alloy comprises one or two or more of NbC, TaC, TiC, ZrC, HfC, MC type carbide being dispersed homogeneously and finely in a base alloy phase constituted of invar alloy.
- Alloy also opt. comprises average dia. of carbide of 5 micron or less, with amt. of carbide being 2-10% in vol.%.
 - USE/ADVANTAGE - For precision machinery, parts of apparatus etc. which require low heat expansion and wearing property. The improved alloy is used in moving parts to which low heat expansion alloy has not been applied conventionally because of lack of strength, wearing property.
 (8pp Dwg.No.0/2)
- PN - JP2277746 A 19901114 DW199101 000pp
 PR - JP19880308443 19881206;JP19890030171 19890209
 PA - (HITK) HITACHI METALS LTD
 MC - M22-H03F
 DC - M22 P53
 IC - B22F3/14 ;B22F9/08 ;C22C33/02 ;C22C38/00
 AN - 1991-002325 [01]

===== PAJ =====

- TI - WEAR-RESISTANT LOW THERMAL EXPANSION SINTERED ALLOY AND ITS MANUFACTURE
- AB - PURPOSE: To obtain the sintered alloy having low thermal expansion properties and excellent wear resistance and strength in which carbide such as NbC is uniformly and finely dispersed into a matrix alloy phase constituted of an invar alloy by subjecting alloy powder obtd. from an alloy molten metal having prescribed compsn. to pressure sintering.
- CONSTITUTION: At first, alloy powder of which one or more kinds of MC-type carbide among NbC, TaC, TiC, ZrC and HfC are uniformly and finely dispersed into a matrix constituted of a well-known invar alloy is manufactured by subjecting a molten metal having prescribed compsn. to rapid solidifying treatment by a gas atomizing method or the like. At this time, as for the amounts of carbide-forming elements (such as Nb) and carbon, the amounts determined stoichiometrically so as to be present as MC-type carbide in the alloy are regulated as the standard. Next, the above alloy powder is subjected to pressure sintering to manufacture the above sintered alloy. Furthermore, as for the manufacture of the alloy powder, rapid solidifying treatment having about $\geq 10^3$ deg.C/sec cooling rate is preferably executed, and, as for the pressure sintering, HIP is preferably executed. Moreover, the average grain size of the carbide is preferably regulated to about $\leq 5\mu\text{m}$ and the amt. of the carbide to about 2 to 10 volume.
- PN - JP2277746 A 19901114
 PD - 1990-11-14
 ABD - 19910131
 ABV - 015043
 AP - JP19890030171 19890209
 GR - C0801
 PA - HITACHI METALS LTD
 IN - MOCHIDA YOICHI; others: 01
 I - C22C38/00 ;B22F3/14 ;B22F9/08 ;C22C33/02 ;C22C38/10

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

平2-277746

⑮ Int. Cl.⁵

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 平成2年(1990)11月14日

C 22 C 38/00
B 22 F 3/14
9/08
C 22 C 33/02
38/10

3 0 2 R
M
A
1 0 3 C

7047-4K
7511-4K
7511-4K
7619-4K

審査請求 未請求 請求項の数 9 (全8頁)

⑭ 発明の名称 耐摩耗低熱膨張焼結合金およびその製造方法

⑯ 特 願 平1-30171

⑰ 出 願 平1(1989)2月9日

優先権主張 ⑱ 昭63(1988)12月6日 ⑲ 日本(JP) ⑳ 特願 昭63-308443

㉑ 発 明 者 持 田 洋 一 島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社安来工場内

㉒ 発 明 者 中 村 秀 樹 島根県安来市安来町2107番地の2 日立金属株式会社安来工場内

㉓ 出 願 人 日立金属株式会社 東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

明 細 書

発明の名称

耐摩耗低熱膨張焼結合金およびその製造方法

特許請求の範囲

1. インバー合金からなる基合金相に、NbC、TaC、TiC、ZrC、HfCの1種又は2種以上のMC型炭化物が均一微細に分散していることを特徴とする耐摩耗低熱膨張焼結合金。
2. 炭化物の平均粒径が5 μ m以下、炭化物量が体積%で2～10%である請求項1記載の耐摩耗低熱膨張焼結合金。
3. 基合金相が、重量%でNi 32-39%、残部実質的にFeからなる合金であり、室温から150℃までの熱膨張係数が $4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 以下である請求項1記載の耐摩耗低熱膨張焼結合金。
4. 基合金相が、重量%でNi 29-38%、Co 10%以下、残部実質的にFeからなる合金であり、室温から150℃までの熱膨張係数が $4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 以下である請求項1記載の耐摩耗低熱膨張焼結合金。
5. 基合金相が、重量%でCo 54-59%、Cr 8-

11%以下、残部実質的にFeからなる合金であり、室温から150℃までの熱膨張係数が $4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 以下である請求項1記載の耐摩耗低熱膨張焼結合金。
6. 請求項1乃至請求項4記載の耐摩耗低熱膨張焼結合金の製造方法であって、最終組成になるように調整された合金溶湯から合金粉末を製造し、ついで合金粉末を加圧焼結することの特徴とする耐摩耗低熱膨張焼結合金の製造方法。

7. 合金粉末の製造が、 $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度を有する急冷凝固処理である請求項6記載の耐摩耗低熱膨張焼結合金の製造方法。

8. 加圧焼結が熱間静水圧プレス処理である請求項6記載の耐摩耗低熱膨張焼結合金の製造方法。

9. 熱間静水圧プレス処理後に熱間加工する請求項6記載の耐摩耗低熱膨張焼結合金の製造方法。

発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、精密機械、機器の部品等低熱膨張でかつ耐摩耗性が要求されるものに最適な焼結合金およびその製造方法に関するものである。

(従来の技術)

周知のように多くの金属、合金は温度が上昇するにつれて体積が膨張し、この熱膨張率が大きいものは、温度変化に伴う体積膨張、収縮が大きい。

精密機械、機器などの部品にはその信頼性から、室温付近での熱膨張係数が極めて小さい。いわゆるインバー型合金が用いられることが多い。

インバー型合金の代表例としては、ニッケル-鉄合金である、36%Ni-Fe合金、31%Ni-5%Co-Fe合金(スーパーインバー)、ステンレス系インバー合金である54%Co-10%Cr-Fe合金等が知られている。また、上記以外にもNi-Co-Cr-Fe系の合金において特定組成範囲で低熱膨張特性が得られることが知られている。

以上のインバー型合金は、熱膨張特性の面からは精密機械、機器部品の要求特性を満足するが、耐摩耗性、あるいは機械的強度が不足するという問題点があった。

耐摩耗性等向上のためには、従来のインバー合金に炭化物生成元素を添加することも考えられる

あり、一層の改善が望まれていた。

本発明は、低熱膨張特性とすぐれた耐摩耗性および強度を有する耐摩耗低熱膨張合金を提供するものである。

(課題を解決するための手段)

本発明者は、炭化物を分散させることによりインバー合金の耐摩耗性を向上することを検討した。

ここで問題となるのは、前述の如く炭化物生成元素が基地中に固溶すると低熱膨張特性が害されることである。しかしこの一方、炭化物形成元素が基地中に固溶せずに炭化物として合金中に存在した場合には低熱膨張特性を維持することができる。

本発明者は、以上の点につき種々検討したところ、炭化物生成自由エネルギーが低い、すなわち炭化物を作りやすい炭化物生成元素であれば基地中に固溶するよりも優先的に炭化物を形成し、基地の低熱膨張特性を維持できることを知見した。

本発明は以上の知見に基づいてなされたもので、インバー合金からなる基地合金相に、NbC, Ta

が、低熱膨張特性を著しく害する結果となる。

以上に対し、Ni(あるいはNiとCo)の含有量を特定な範囲に規制することにより、炭化物生成元素を添加しても低熱膨張特性が維持されること、具体的には、Ni 26.5-28.5%、Co 13-15%、Cr 0.5-1%、C 0.45-0.55%、V 0.4-0.6%、Mo 0.8-1.2%、Mn 0.3%以下、Si 0.3%以下、残部実質的にFeからなる鋳造合金が特開昭50-30728号に、また同様な合金が特開昭55-122855号、同55-128565号等に開示されている。

またニッケル-鉄系低熱膨張鋳鉄中に黒鉛を析出させて、低熱膨張特性と耐摩耗性等とを兼得させることが種々提案されている(例えば、精密工学会誌、第51巻第5号別刷「鉄-ニッケル合金」昭和60年5月5日発行、特開昭62-284038号、同62-284039号等)。

(発明が解決しようとする課題)

しかし上記の低熱膨張鋳鉄は鋳物であり、結晶粒が大きく、組織が粗いため、熱膨張特性は満足しても、耐摩耗特性および強度において不十分で

C, TiC, ZrC, HfCの1種又は2種以上のMC型炭化物が均一微細に分散していることを特徴とする耐摩耗低熱膨張焼結合金である。

以下、本発明を詳細に説明する。

本発明合金に分散される炭化物は、NbC, TaC, TiC, ZrC, HfCの1種又は2種以上から選択される。これはNb, Ta, Ti, Zr, Hfが他の炭化物生成元素として知られるV, Cr等に比べて炭化物生成自由エネルギーが小さく、低熱膨張特性に悪影響を与えないからである。

上記炭化物生成元素のなかでもNbは、炭化物が生成しやすいこと、炭化物自体の熱膨張係数が小さいこと、および炭化物が基地に固溶しにくいことから、本発明合金の炭化物形成元素としても望ましい。

基地中に分散される炭化物の含有量は、多すぎると材料が脆化し加工が難しくなり、少なすぎると耐摩耗性が不十分となる。以上を考慮した場合、体積%で2-10%とすることが望ましい。

また、炭化物の大きさは小さいほど耐摩耗性、

強度向上に望ましく、平均粒径を $5\mu\text{m}$ 以下とすることが望ましい。

なお、上記のような炭化物生成自由エネルギーが小さい炭化物生成元素を用いた場合でも微量が基地中に固溶することは不可避であり、本発明は基地中に全く炭化物生成元素が固溶していないことを意味するものでない。しかし炭化物形成元素は極力基地に固溶させずに、炭化物として分散させることが肝要である。

基地となるインバー合金としては、従来から公知のインバー合金を広く適用することができる。

特に好適な合金としては、

(1)重量%でNi 32-39%、残部実質的にFeからなる合金、

(2)重量%でNi 29-38%、Co 10%以下、残部実質的にFeからなる合金、

(3)重量%でCo 54-59%、Cr 8-11%以下、残部実質的にFeからなる合金、

が掲げられる。以上の合金に本発明で採用する炭化物を分散させれば、熱膨張係数を $4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 以

れる炭化物を十分に微細化することができないのに対し、ガスアトマイズ法等によれば極めて微細均一な炭化物が分散した予備合金粉末が得られ、これを焼結した合金の炭化物形態も極めて均一微細となるからである。

以下、具体的に本発明合金の製造方法を説明する。

まず、インバー型合金からなる基地中にMC型炭化物(具体的にはNbC, TaC, TiC, ZrC, HfCの1種又は2種以上)が均一微細に分散された予備合金粉末が準備される。

この予備合金粉末は、所定組成の合金溶湯を急冷凝固処理することによって製造される。

炭化物の平均粒径を $5\mu\text{m}$ 以下とするためには、合金溶湯を $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度を有する急冷凝固処理方法を適用する必要がある。

これに該当する急冷凝固処理の方法としては、不活性ガスアトマイズ法、水アトマイズ法、回転ロール法等、従来から広く知られた金属粉末製造方法が掲げられる。

下と精密機械、機器として十分な熱膨張特性を得ることができる。

(1)の合金においては、36%Ni-Fe、また(2)の合金においては、31%Ni-5%Co-Feになるように成分配合を行なうと、最も熱膨張係数を小さくすることができる。(3)の合金は耐食性を要求される用途に有効である。

なお、(1)-(3)の合金の組成を限定する理由は、いずれも上記範囲外だと所望する低熱膨張特性を満足することができなくなるからである。

また、合金の加工特性を向上させる目的でMn、Si、Se、Moを少量基地に固溶させることは低熱膨張特性を満足する範囲内で許容される。

以上よりなる本発明合金は、所定組成の合金溶湯から得られた予備合金粉末を加圧焼結することによって製造するのが最も適している。

すなわち、いわゆる溶製法、あるいはインバー合金粉末と炭化物粉末とを混合した後加圧焼結する方法によっても本発明と同等組成の合金を製造することは可能であるが、両者共に基地に分散さ

以上の急冷凝固処理により得られた合金粉末のうちでも微粒のものを使用することが望まれる。これは、微粒なほど凝固冷却速度が速くなり炭化物粒径が微細になっているからである。

本発明者の検討によると、100mesh以下であれば十分微細な炭化物粒径の合金を得ることができる。

次に加圧焼結の方法としては、熱間静水圧プレス(HIP)、ホットプレス、熱間バック圧延、熱間バック鍛造等が適用できる。これらのうちでは、HIPが焼結密度等の観点から最も望ましい。

HIPの場合、ガス圧500気圧以上、加熱温度1000-1300 $^{\circ}\text{C}$ の条件で実施されるが、具体的条件は合金組成等によって設定されるべきであることは言うまでもない。

また、HIP終了後に更に熱間鍛造、圧延等の熱間加工を施してもよい。

〔実施例〕

以下、本発明を実施例に基づき説明する。

実施例1

本実施例は、基地合金相を36%Ni-Fe合金とし、炭化物としてNbCを選択しその量を炭化させたものである。

第1表に示す成分の合金粉末(試料(1)-(4))をガスアトマイズ法により製造した。炭化物生成元素(Nb)と炭素量は、合金中でMC型炭化物として存在するよう化学量論的に決められた量を基準とした。

得られた合金粉末は、100mesh以下に分級し、カプセルに充填後、1100℃、1000気圧で熱間静水圧プレスし圧密化した。この焼結体を、1100℃の温度で熱間鍛造した後、試験片を切り出し、熱膨張係数、強度、耐摩耗性、マイクロ組織を調べた。各特性値を第3表に示す。

第1図Aに試料(1)、Bに試料(2)の光学顕微鏡によるマイクロ組織写真(倍率400倍)、第2図Aに試料(1)、Bに試料(2)の走査型電子顕微鏡によるマイクロ組織写真(倍率1000倍)を示すが、平均粒径およそ1 μ mのNbCが基地に均一に分散していることが確認できた。

比較材として第2表に示している、インゴットを鍛造して製造した36Ni-Fe合金(試料(5))、本発明の合金(試料(2))と同組成であって溶製法による合金(試料(6))、および黒鉛を析出分散させた36Ni-Fe合金の鋳造品(試料(7))を準備して同様の評価を行ない、本発明合金との特性を比較した。

第 1 表

試料	成 分 (重量%)							マトリックス の組成	炭化物 (vol%)	備 考
	Ni	Co	Cr	炭化物元素	C	Si	Fe			
(1)	35.2	-	-	Nb 1.64	0.27	0.34	Bal	36Ni-Fe	2	本発明材
(2)	33.0	-	-	Nb 4.18	0.56	0.42	Bal	36Ni-Fe	5	"
(3)	32.9	-	-	Nb 6.90	0.91	0.14	Bal	36Ni-Fe	8	"
(4)	32.6	-	-	Nb 8.63	1.10	0.35	Bal	36Ni-Fe	10	"

第 2 表

試料	成 分 (重量%)						合 金 種 別	備 考
	Ni	C	Si	Mn	Nb	Fe		
(5)	35.8	0.07	0.39	0.13	-	Bal	36Ni-Feインバー合金	比較材
(6)	33.1	0.55	-	-	4.18	Bal	(2)の合金の溶製材	"
(7)	35.5	2.4	2.1	0.7	-	Bal	インバー合金の球状黒鉛鋳鉄	"

第 3 表

試料	熱膨張率 ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	硬さ (Hv)	引張り強さ (kg/mm^2)	耐力 (kg/mm^2)	伸び (%)	比摩耗量 V_s $\times 10^{-7} (\text{mm}^3/\text{mm}^2 \cdot \text{mm})$
(1)	1.90	174	56.0	30.7	37.2	4.100
(2)	2.69	201	63.0	37.1	29.8	2.076
(3)	2.81	211	70.6	40.4	26.8	2.301
(4)	4.10	230	71.0	45.0	17.2	2.213
(5)	1.94	125	43.5	24.7	43.0	6.987
(6)	3.10	152	51.0	29.8	23.0	5.112
(7)	4.4	150	49.4	29.5	22.0	4.891

※熱膨張率は25-150℃における値とする

※摩耗特性は、以下の条件で大越式摩耗試験を行なった時の比摩耗量を示す。

試験機：大越式迅速摩耗試験機

相手材：JIS SK4相当材(硬さ HRC56)

摩擦荷重：6.8kg

摩擦距離：400m

摩擦速度：1.96m/sec

分散させた合金である試料(7)に比べても、低熱膨張特性、強度、耐摩耗特性で優れている。

実施例 2

本実施例は、実施例1の試料(2)の合金をベースとし、NiまたはC含有量を変化させ、その影響を調査したものである。

第4表に用いた合金の化学組成等を示す。なお、製造方法は実施例1と同様である。

第5表に実施例1と同様に各種特性を調査した結果を示す。

第3表に示す試料(1)-(4)より本発明合金は、炭化物量が増加するに従い、強度、耐摩耗特性が向上する傾向が見られるが、炭化物量が増加すると熱膨張係数も高くなる傾向にある。また炭化物量が2vol%より少ないと、比較材としてあげた従来の材料をしのいだ強度、耐摩耗特性が得られなくなるものと推測される。

熱膨張特性は、炭化物量の増加と共に熱膨張係数が増加する傾向が見られるが、本発明合金では、いずれも熱膨張係数が $4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 以下の低熱膨張合金となった。

本発明合金(2)と同じ狙い成分の合金を、インゴットを鍛造して製造した試料(6)のマイクロ組織を観察したところ、炭化物の大きさは、 $10 \mu\text{m}$ 位の大きさで偏析が見られた。この試料(6)の強度、耐摩耗特性は微小炭化物が均一微細に分散した本発明合金(2)に比べはるかに劣っている。

また、本発明合金は一般のインバー合金である試料(5)に比べ、はるかに強度、耐摩耗性が向上しており、さらにインバー合金に球状黒鉛鋳鉄を

第 4 表

試料	成 分 (重量%)						炭化物 (vol%)	試料(2)との 差異	備考
	Ni	Co	Cr	炭化物元素	C	Si	Fe		
(8)	29.7	-	-	Nb 4.25	0.53	0.46	Bal	Ni量3%減少	本発明材
(9)	35.7	-	-	Nb 4.27	0.57	0.33	Bal	Ni量3%増加	"
(10)	39.0	-	-	Nb 4.26	0.60	0.62	Bal	Ni量6%増加	"
(11)	32.6	-	-	Nb 4.39	0.42	0.71	Bal	C量0.2%減少	"
(12)	32.9	-	-	Nb 4.34	0.78	0.38	Bal	C量0.2%増加	"

第 5 表

試料	熱膨張率 ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	硬さ (Hv)	引張り強さ (kg/mm^2)	耐 力 (kg/mm^2)	伸び (%)	比摩耗量 V_0 $\times 10^{-3}$ ($\text{mm}^2/\text{mm}^2 \cdot \text{mm}$)
(8)	9.31	195	62.6	40.4	30.8	2.933
(9)	2.51	202	67.4	46.5	28.5	3.495
(10)	4.86	213	72.3	49.4	27.3	2.569
(11)	3.70	193	63.5	46.3	31.0	2.191
(12)	2.31	231	80.3	53.6	28.9	1.324
(2)	2.69	201	63.0	37.1	29.8	2.076

※熱膨張率は25-150℃における値とする

※摩耗特性は、以下の条件で大撚式摩耗試験を行なった時の比摩耗量を示す。

試験機：大撚式迅速摩耗試験機

相手材：JIS SK4相当材(硬さ HRC56)

摩擦荷重：6.8kg

摩擦距離：400m

摩擦速度：1.96m/sec

第5表の試料(8)ないし(10)の結果より、NbCを5Vol%分散させた本発明合金では、熱膨張係数が $4 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 以下という低熱膨張特性を得るためには基地の合金のNi量をおよそ36-39%の範囲とする必要があると考えられる。

また、試料(11)および(12)の結果より、化学量

物を用いたものである。

第6表に用いた合金の化学組成等を示す。なお、製造方法は実施例1と同様である。

第7表に実施例1と同様に各種特性を調査した結果を示す。

第7表より、Hf、Ta、TiまたはZrを炭化物元素として用いた場合にも、Nbを炭化物として用いたものと同等の特性が得られることがわかる。

論的に計算されたC量よりCが0.2%少ない合金(試料(11))は、熱膨張係数が上昇する傾向にあるが、Cが0.2%多い合金(試料(12))にはほぼ熱膨張係数に変動がないと言える。

これは、C量が少ない合金においてはNbCとしてCと結合できないNbが基地中に固溶し基地の低熱膨張特性を害したためと考えられるのに対し、C量が多い合金においてはNbと結合できないCが基地中に固溶するもののCはNbと比較して熱膨張特性に害を与えないため、0.2%程度の増量では熱膨張係数に変動がないものと考えられる。これは、通常のインバー合金が0.1%程度のCを含有していることから推測される。

なお、基地中のCが増加することにより機械的強度が増加するため、機械的強度が要求される用途にはCを化学量論的値より増加させて対応すればよい。

実施例3

本実施例は、実施例1および実施例2が炭化物としてNbCを用いたのに対し、HfC等の炭化

第 6 表

試料	成 分 (重量%)						マトリックス の組成	炭化物 (vol%)	備 考
	Ni	Co	Cr	炭化物元素	C	Si	Fe		
(13)	33.1	-	-	Hf 7.14	0.50	0.38	Bal	5	本発明材
(14)	33.2	-	-	Ta 7.16	0.54	0.52	Bal	5	"
(15)	34.9	-	-	Ti 2.48	0.62	0.61	Bal	5	"
(16)	34.5	-	-	Zr 3.80	0.50	0.42	Bal	5	"
(17)	33.1	-	-	Nb 2.10 Ta 3.58	0.55	0.50	Bal	5	"

第 7 表

試料	熱膨張率 ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	硬さ (Hv)	引張り強さ (kg/mm^2)	耐 力 (kg/mm^2)	伸び (%)	比摩耗量 V_s $\times 10^{-7} (\text{mm}^3/\text{mm}^2 \cdot \text{mm})$
(13)	2.97	198	63.1	37.5	29.5	2.012
(14)	3.02	203	62.7	37.0	29.1	1.981
(15)	3.08	198	62.8	37.2	29.8	2.098
(16)	3.10	197	63.0	37.3	29.5	2.091
(17)	3.07	200	62.9	37.0	29.9	2.081
(2)	2.69	201	63.0	37.1	29.8	2.076

※熱膨張率は25-150℃における値とする

※摩耗特性は、以下の条件で大越式摩耗試験を行なった時の比摩耗量を示す。

試験機：大越式迅速摩耗試験機

相手材：JIS SK4相当材(硬さ HRC56)

摩擦荷重：6.8kg

摩擦距離：400m

摩擦速度：1.96m/sec

実施例 4

本実施例は、実施例1ないし実施例3基合金相として36Ni-F₀合金を用いたのにたいし、その他のインバー型合金を用いて評価したものである。

第8表に用いた合金の化学組成等を示す。なお、製造方法は実施例1と同様である。

また、第9表に示す組成からなる合金を溶製法により得て比較材とした。

第10表に実施例1と同様に各種特性を調査した結果を示す。

第10表より、本発明合金は低熱膨張特性を大きく劣化させることなく、従来の溶製法による合金に比べ耐摩耗性、強度等を格段に向上させることができるのがわかる。

第 8 表

試料	成 分 (重量%)					炭化物 (vol%)	マトリックス の組成	考 値
	Ni	Co	Cr	炭化物元素	C	Fe		
(18)	30.5	4.8	—	Nb 4.16	0.58	Bal	32Ni-5Co-Fe	本発明材
(19)	—	51.0	9.5	Nb 4.10	0.59	Bal	54Co-10Cr-Fe	"
(20)	16.4	24.6	6.7	Nb 4.44	0.60	Bal	17Ni-26Co-7Cr-Fe	"
(21)	31.8	5.0	—	—	0.06	Bal	溶製法	比較材
(22)	—	54.1	9.8	—	0.07	Bal	溶製法	"
(23)	17.3	25.9	7.1	—	0.08	Bal	溶製法	"

第 9 表

試料	熱膨張率 ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	硬さ (Hv)	引張り強さ (kg/mm^2)	耐 力 (kg/mm^2)	伸び (%)	比摩耗量 V_s $\times 10^{-7} (\text{mm}^3/\text{mm}^2 \cdot \text{mm})$
(18)	1.31	210	67.6	47.8	27.2	2.213
(19)	7.56	285	78.1	48.1	43.4	4.136
(20)	4.46	221	72.0	44.2	29.2	3.132
(21)	0.91	131	44.2	25.2	43.0	9.020
(22)	5.31	165	49.5	27.9	58.2	11.310
(23)	3.95	143	47.1	25.1	44.6	10.450

※熱膨張率は25-150℃における値とする

※摩耗特性は、以下の条件で大越式摩耗試験を行なった時の比摩耗量を示す。

試験機：大越式迅速摩耗試験機

相手材：JIS SK4相当材(硬さ HRC56)

摩擦荷重：6.8kg

摩擦距離：400m

摩擦速度：1.96m/sec

〔発明の効果〕

以上説明のように、本発明合金は部品の熱膨張をきろう精密機械などの分野において、従来、強度や耐摩耗特性が不足するため低熱膨張合金を使用ではなかった可動部品等に使用することができる。

本合金を使用することにより、精密機械の精度向上と寿命向上が期待できる。

図面の簡単な説明

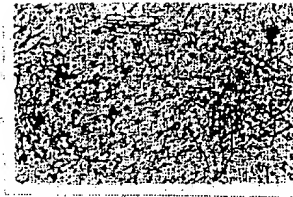
第1図A、Bはそれぞれ実施例中の試料(1)および試料(2)の光学顕微鏡による金属ミクロ組織写真(倍率 400倍)、第2図A、Bはそれぞれ実施例中の試料(1)および試料(2)の走査型電子顕微鏡による金属ミクロ組織写真(倍率 1000倍)である。

出願人 日立金属株式会社

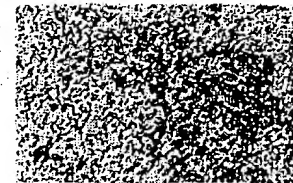


第 1 図

A
(400倍)

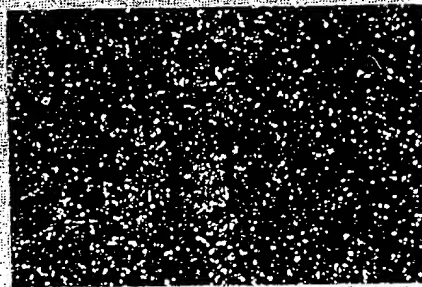


B
(400倍)



第 2 図

A
(1,000倍)



B
(1,000倍)

